PATENT ABSTRACTS OF JAPAN

(11)Publication number:

61-157625

(43)Date of publication of application: 17.07.1986

(51)Int.Cl.

C21D 6/00 // C22C 38/06

(21)Application number: 59-278731

(71)Applicant: NIPPON STEEL CORP

(22)Date of filing:

29.12.1984

(72)Inventor: TAKECHI HIROSHI

MATSUMURA OSAMU

(54) MANUFACTURE OF HIGH-STRENGTH STEEL SHEET

(57)Abstract:

PURPOSE: To manufacture a steel sheet having the high strength and high ductility by heattreating the steel sheet consisting of C, Si, Mn, Al, N, P, Ni, Cu, Cr, Ti, Nb, V, Mo and Fe of a specified composition in the suitable conditions.

CONSTITUTION: After a steel sheet which contains 0.12W0.55% (by wt.) C, 0.4W1.8% Si, 0.2W2.5% Mn, ≤0.1% Sol Al, ≤0.02% total N and furthermore one and more kinds of ≤0.1% P, ≤3% Ni, \leq 0.5% Cu, \leq 0.5% Cr, \leq 0.5% Ti, \leq 0.5% Nb, \leq 0.5% V, \leq 0.5% Mo and consists of the balance Fe with the inevitable impurities is heated at (Ac1WAc3) temp. range and held for 30sec W 30min, it is cooled up to (350W500° C) temp. range in ≥1° C/sec cooling velocity and held in this temp. range for 30sec W 30min and successively cooled up to the room temp. Thereby the steel sheet having about ≥80kgf/mm2 tensile strength together with the high ductility is obtained.

®日本国特許庁(JP)

① 特許出願公開

⑩ 公 開 特 許 公 報 (A)

昭61 - 157625

6)Int Cl.4

識別記号

庁内整理番号

43公開 昭和61年(1986)7月17日

6/00

7730-4K 7147-4K

審査請求 未請求 発明の数 1 (全6頁)

図発明の名称 高強度鋼板の製造方法

> (21)特 顧 昭59-278731

願 昭59(1984)12月29日 23出

@発 明 者 武 相模原市淵野辺5-10-1 新日本製鐵株式會社第2技術

研究所内

松 村 79発 明

理

相模原市淵野辺5-10-1 新日本製鐵株式會社第2技術

研究所内

新日本製鐵株式会社 の出

東京都千代田区大手町2丁目6番3号

倒代 弁理士 大関

1. 発明の名称

高強度鋼板の製造方法

2. 特許請求の範囲

重量 多で C : 0.12~0.55%、SI: 0.4~ 1.8 % . Mn : 0.2 ~ 2.5 % . SoLAL : 0.1 % H Total N: 0.02%以下を含み、又はこれに さらにP: 0.1 多以下、Ni: 3 多以下、Cu: 0.5 多以下、Cr: 0.5 多以下、Ti: 0.5 多以下、 Nb: 0.5%以下、V: 0.5%以下、Mo: 0.5% 以下の1種または2種以上を含み、残部Feおよび 不可避的不純物からなる鋼板を、Aci~Aciの温度 城に加熱し、30秒~30分保持したのち、1C/ 秒以上の冷却速度で350~500℃の温度域ま で冷却し、この温度域で30秒~30分保持し、 引続いて室温まで冷却することを特徴とする高強 度鋼板の製造方法。

3. 発明の詳細な説明

(産業上の利用分野)

本発明は高強度鋼板の製造方法に係り、とくに

引張強度 80kgt/mm²程度以上で高度の延性を併せ持 つ銅板の製造方法に関するものである。

(従来の技術)

近年自動車の燃費低減のための車体軽量化の要 調に応えて種々の高強度鋼板が開発され、たとえ は特公昭 58-57492号公報 あるいは 特開昭 58-11734号公報などに見られるように多数提案さ れている。とのよりを公知の鋼板については、と くにルーフ、フェンダー、ドアなど外板向けとし ては強度 3 0~4 0 kg1/mm²、伸び~4 0 多程度の 冷蜒鎖板が重用され、ホイール、メンバーなど強 度部材としては、強度50~60kg1/m2、伸び~ 30%程度の熱延鋼板が普及し始めている。

とのように自動車用材として高強度鋼板の占め るウェイトは非常に高くなっているが、さらに母 近になってユーサーからはドブガードバーなど強 度 8 0 kg 1 / mg2 以上 伸び数十多以上という従来網 の感覚からすれば、きわめて厳しい要求例も見ら れるようになり、柔材メーカーとしても、従来の 常識から脱した抜本的な対策を講ずる必要に迫ら

れている。

ところで、このような高強度高延性を領符する
網としては、従来からフェライト・マルテンサイト 2 相類 (Dual phase 鋼・DP 鋼) が、たとえば特公昭 5 6 - 1 1 7 4 1 号公報などに提案されている。
この鋼は一軸引張の際、強度のわりに低い降伏点を有すること、すなわち降伏比 (YP/TS) が 0.5 前後かそれ以下であること、また降伏伸びが無いことなどの特性を有し、専ら 5 0~8 0 kgt/m² 程度の強度レベルで固磨強化型や析出強化型の鋼板より優れた延性を示すものとしてよく知られている。しかしこの種の鋼とても強度 8 0 kgt/m² ではせいけい伸び 1 5 多止りであり、数十多という所期の伸びが得られたためしは無い。

一方前記のような高強度、高延性の得られるものとして、従来から、残留オーステナイトによる変態誘起超塑性 (Transformation Induced

Plasticity: TRIP)を利用した絹の製造例が知 られている。

その1つは Zackay が Trans. ASM. 60(1967),

とを合せて利用することによって高強度、高延性かつ良好な二次加工性が得られることを見出したのである。この手段によって製造された鋼の一軸引張で得られる降伏比は必ずしも前記 DP 鋼のように低くなく、しばしば明瞭な上降伏点、降伏伸びを示すものの極めて大きい強度と伸びを示すことが確認され、さらに 80~120kgt/km² の強度範囲で EL: 35~45%のものを作り分けることも容易であり、しかも二次加工能化を伴なわないなど全く新しい知見を得て本発明をなしたものである。

即ち、本発明は重量がでC: 0.12~0.55%、SolAL: 0.4~1.8%、Mn: 0.2~2.5%、SolAL: 0.1%以下、Total N: 0.02%以下を含み、又はこれにさらにP: 0.1%以下、Ni: 3%以下、Cu: 0.5%以下、Cr: 0.5%以下、Fi: 0.5%以下、Nb: 0.5%以下、V: 0.5%以下、Mo: 0.5%以下の1種または2種以上を含み、幾部Fe かよび不可避的不納物からなる鋼板をAc; ~ Ac; の温度域に加熱し、30秒~30分保持したのち、

252頁において提唱した方法であり、1つは特公昭58-42246号公報記載の方法である。しかしながら前者は多量のNi Crを含有する高合金綱を対象としており、後者は低合金系であるが焼鈍温度をオーステナイト域の高い温度にするため、省エネルギー、酸洗性の点で問題があり、また組織的にもベーナイト+幾留オーステナイトであるためプレス成形後の靱性、すなわち二次加工性に難点があり、いずれにしても工業上実用的なものとは貧い難い。

(発明が解決しようとする問題点)

本発明の目的は、前記した従来技術の欠点を排除し、既存の連続焼鈍設備もしくは熱処理設備を利用して高強度かつ高延性の冷延鋼板や熱延鋼板を容易に製造できる方法を提供しようとするものである。

(問題点を解決するための手段)

即ち、本発明者らは前記変態誘起塑性に着目し、 15多以上の残留オーステナイト相による変態誘 起塑性とフェライト相・ペーナイト相の複合効果

1 C/砂以上の冷却速度で350~500Cの温度域まで冷却し、この温度域で30秒~30分保持し、引続いて室温まで冷却することを特徴とする高強度頻板の製造方法である。

以下本発明を詳細に説明する。最初に本発明の対象とする銅の成分範囲の限定理由について述べる。

先ず、Cの下限を0.12 多としたのは、Cをこれ未満とすると残留オーステナイト相が少なくなるため、延性向上効果も小さくなり、また得られる強度 - 延性ベランスも60 kgi/m² - 35~40 多程度で DP 鋼と何ら変り映えのしないものとなるからである。一方 C の上限を 0.5 5 多としたのは、これを超えると、溶接部の静的強度 および疲労強度が著しく低下し、現実の使用に耐えないものとなるからである。強度 80~120 kgi/m² クラスで、延性、溶接性を最も有効にバランスさせるには、C 量を 0.1 5~0.3 5 多とすることが望ましい。

S1 の下限を 0.4% としたのも C と同じ理由で残留オーステナイト量が少なくなり、高延性効果が

得難くなるからである。上限を 1.8 % としたのは、 これを超えて添加しても効果が飽和に近づき脆化 を招くだけで実質上の有利性は得られぬからである。

Mn の下限を 0.2 多としたのは熱延工程において 熱間脆性を防止するために最低限 0.2 多の Mn を必 要とするからである。また C , Si 同様 Mn もオース テナイトを安定化する元素と含えるが、 C , Si を 上配の範囲に限定する場合、 2.5 多を超えても安 定化の効果はほとんど変らずむしろ脆化を招くの で上限を 2.5 多とする。

So LAL については、脱酸元素として、また ALN による熱延素材の細粒化を通じて間接的に材質を向上させるために 0.1 多以下の添加を必要とする。しかしこれを超えて添加すると介在物による靱性 労化を招くので 0.1 多以下と限定する。

Total N については、 Ms 点を下げ、残留オーステナイトを増す意味もしくは上記 ACN による間接的材質向上の意味で 0.02 多以下を必要とするが 0.02 多を超えても効果にとくに変りないので 0.02 多

テナイトのせん断に対する抵抗を大にし、マルテンサイト変態を起し離くするため、残留オーステナイトを多くするが、 0.5 %を超える Cr 、 0.5%を超える Ti 、 0.5 %を超える Nb、0.5 %を超える V、 0.5 %を超える Mo については、炭化物による析出強化が優先し、残留オーステナイトがその効果を十分に発揮しえない。

これら成分上の制約はつぎに述べる工程上の制約と密接に関係していることは言うまでもない。 以下工程上の限定理由を静述する。

本発明で用いる素材は通常の無延工程を経て製造された熱延鋼板である。これらは酸洗・冷延され、もしくはそのまま直接以下に述べる熱履歴を経ることにより、所期の目的が選せられる。

まず、鋼板は Act ~ Acs の温度域つまりフェライト・オーステナイト二相域温度で締鈍することが必要である。 これは C および Mn の一部をオーステナイトに 渡縮させ、その安定化をはかり最終的にフェライトとベーナイトおよび 15 多以上の 費留オーステナイト相を確保する上で有利とするた

以下とする。

以上が本発明の対象とする鋼の基本成分であるが、本発明においてはこの他P: 0.1 多以下、Ni: 3 多以下、Cu: 0.5 多以下、Cr: 0.5 多以下、Ti: 0.5 多以下、Nb: 0.5 多以下、V: 0.5 多以下、Mo: 0.5 多以下の1種または2種以上を添加することができる。これら添加元素は大なり小なりオーステナイトの適度の安定化に寄与し、残留オーステナイトの体積比率を増すという効果が期待される。

まず P は 0.1 多以下含有せしめることにより、
モメンタイトの分散状態に影響し、セメンタイト
への Mn 濃縮を通じてオーステナイトの安定化に寄
与するが、 0.1 多を超えると材料が脆化する。 3
多以下の Ni 、 0.5 多以下の Cu は Ma 点を下げ、 要
留オーステナイトを多くするが、 3 多を超える Ni、
0.5 多を超える Cu は、効果が 飽和 し、逆に材質
劣化を招くことさえある。 0.5 多以下の Cr 、 0.5
多以下の Ti 、 0.5 多以下の Nb 、 0.5 多以下の V、
0.5 多以下の Mo も Ma 点を下げ、あるいはオース

めであり、冷延材の場合には再結晶绕鈍の意味も 兼ねる。なか二相域処理を要する点は、DP鋼に 似ているが、これは最終的にフェライト+マルデ ンサイト組織を得ることを目的としてかり、当然 後工程は異なるものとなる。绕鈍温度をAci知とす ると、最終成品の組織は基本的にベーナイト+受 留オーステナイトとなるためかなりの均一伸びは 得られるものの靱性を欠き、二次加工性が劣る。 焼鈍温度をAci 未満とすると、最終組織はフェライトのみとなり、TRIP効果は期待できず強度低性 パランスも良くならない。

焼鈍時間については、30秒未満では、cもしくは Mn の 濃縮が 不十分であり、冷延材の場合には再結晶も不十分となる。また30分超保持しても延性向上効果は飽和し、生産性も低下する。したがって焼鈍時間は30秒~30分とする。

焼鈍終了後350~500℃の温度域に至るまで、1℃/砂以上の冷却速度で冷却する必要がある。 これより遅い冷却速度ではペーライトを生じ、C を残留オーステナイトの安定化に利用できない。 たお理由は明確でないが、冷速を極端に早めると、かえって伸び劣化を招く場合がある。これを考慮して最大伸びの得られる冷却速度として5~400 C/砂 の範囲にすることが望ましい。また饒鈍終了後650 Cを超える温度域を1~10C/砂 で冷却し、650 C以下350~500 Cに至るまでを10~400C/砂 で冷却するという二段の冷却法もオーステナイトを安定化する点で極めて望ましい方法である。

350~500℃で保持する意味はいわゆるオーステンパー処理であり、この段階でではしたと同時にCがオーステナイトに富化したの効果は350℃未満の個とでは、ベーナイト変態、Cの拡散が遅く時間がかかり過ぎ500℃を超す温度ではない。したがかを生ずるため所期の伸びが得られたしたがでといる。保持時間については、30秒未満ではブイトの生成、Cの拡散不十分で、オーステナイトが安定化せず、その後の冷却でマルテンサイトと

撃 特 性 不 艮 と な る こ と か ら 、 成 形 品 の 二 次 加 工 性 の 評 価 尺 度 と し た も の で あ る 。

(発明の効果)

以上の実施例からも明らかなごとく、本発明によれば、80kgr/mg² クラス以上の引張強度を有する上に高度の延性、二次加工性も併せ持つ鋼板の提供が可能となり、産業上の効果は億めて顕著なものがある。

なり、伸びを損り。また30分以上経過するとベーナイトの占める比率が大となり、残留オーステナイト量が減り、伸びも減少し始める。したがって保持時間は30秒~30分と限定する。材質と生産性を考慮した最適時間は1~6分である。

保持後は室温まで 1 C/秒 程度以上で冷却すれば よくとくに限定を設けない。

以下爽施例により本発明の効果をさらに具体的に説明する。

夹 施 例

第1要に成分を示す熱延鋼板(3 mm 厚)を酸洗冷延し0.8 mm 厚かよび1.5 mm 厚としたものを、第2要記載の如き焼鈍温度、時間、焼鈍後の冷却速度、保持温度、時間を用いて種々の供試材を作成し、とれからJIS 5 号に準処した引張試験片を採取し引張速度10 mm/minで試験して強度、全伸びかよび局部伸び(最高荷重点以後破断に至るまでの伸び)を調べた。ここで全伸びの値はプレス、曲げなど成形性の評価尺度であり、局部伸びの値については、これが小さいと成形後の材料が脆くなり、衝

特開昭61-157625 (5)

第 1 表

						戍	分	(wt.	% ()	:				Acı	Acı
鋼	С	81	Йn	SOLAL	TotaLN	P	NI	Cu	Cr	T!	Nb	v	Мо	(C)	(0)
	0.10	1.4	0.81	0.0 3 3	0.0038	_	_	_	-	-	-	_	-	760	890
ъ	0.13	1.4	1.97	0.038	0.0027	-	-	-	-·	_	_	-	-	750	840
e	0.1 8	1.3	0.80	0.031	0.0029	-		-		-	-	-	-	750	800
, a	0.3 4	1.5	0.7 9	0.031	0.0028	<u> </u>	_	_	_·	-	-		-	760	840
•	0.5 2	1.2	0.77	0.0 3 5	0.0030	_	-	. –	-	-	<u> </u> -		-	750	800
	0.58	1.5	0.81	0.036	0.0025	<u> </u>	-	-	-	ļ —	-	-	-	760	800
E	0.4 8	0.33	0.81	0.0 2 9	0.0029	_	-	_	-	-	-	-	-	720	760
h	0.53	1.9	0.80	0.0 3 2	0.0036	_	-		-	-	-	_	-	770	820
1	0.52	1.5	2.5 5	0.033	0.0020	_	-		- '	_		_	-	730	760
1	0.33	1.4	0.77	0.035	0.0043	_		_	0.2 2		-	-	-	760	840
k.	0.3 2	1.4	0.38	0.037	0.0044	_	1.8	-	-	~	-	-	-	720	750
1	0.38	1.4	0.5 9	0.035	0.0031	. —	. —	0.30	_	_	-	-	-	750	810
m	0.4 0	1.6	0.53	0.020	0.0015	-	-	-	. –	0.0 5	-	-	-	770	860
, B	0.47	1.5	0.79	0.018	0.0028	-	_	-	-	_	0.0 2 5	_	-	760	820
٠	0.42	1.7	0.8 4	0.024	0.0021	-		-	-	_	-	0.0 2 3	0.029	770	830
P	0.38	0.54	0.80	0.032	0.0022	0.051		-	-	·~	-	-	-	750	8 4.0
q	0.34	1.4	2.04	0.076	0.0048	-	-		-	<u>.</u> –	_	·	-	740	810
r	022	1.4	2.2.6	0.0 2 3	0.0110	-	-	-	-	-	_		-	740	800
	<u> </u>			<u></u>			l				L			1	

第 2 表

		<u> </u>	舞		
60 XIII	焼	鈍	焼鈍後	保	持
処理	温度(口	時間(分)	冷速 (C/秒)	温度 (C)	時間(分)
A	860	5	≃ 100	400	3
В	790	0.2	•	,	•
С	,	3		,	•
D	,	10	•	,	•
E	770	3	,	,	•
F	790	45	•	4.	•
G	740	5 [.]	•.	•	•
н	790	3	0.5	•	5
I	,		10	,	•
J	,		≃ 200	•	,
K	_		∫ 5 (790~650℃)		
		•	≥100(650~400°C)	-	-
L	•	•	≃ 400	450	1
M	,	,	≃ 100	550	1
N	•			300	30

特開昭 61-157625 (6)

(me の 概	胀		
1		KPA	5	製造	板厚(=)	(攻(/=3)	全伸び(6)	局部伸びめ
2 6 6 B 7 1027 403 4 7 10 7 1015 412 5 8 6 1 0 7 1015 412 6 1 1 0 7 1015 412 8 6 1 0 7 1015 412 8 6 1 0 7 948 38.6 9 8 7 103.0 36.2 10 9 7 36.2 10 9 7 38.6 11 0 7 7 90.5 38.4 11 0 8 7 103.0 36.2 12 9 7 38.0 13 0 7 7 8 4.1 14 7 7 8 7 103.6 35.3 15 0 7 7 103.0 36.2 16 7 7 7 106.4 38.2 17 7 7 8 4.6 41.0 18 7 7 103.0 35.3 19 7 7 8 8 0.1 22 7 7 8 8 0.1 24 7 7 8 8 0.1 25 7 7 1 0 8 78.6 35.7 26 8 6 7 116.1 21.5 27 7 1 0 0 7 116.1 21.5 28 4 A 4 4 4 15 29 7 3 8.0 20 7 1 10.29 38.7 21 7 8 8 0.1 41.5 22 7 7 8 7 100.1 39.6 23 7 8 7 8 7 100.1 39.6 24 4 3 3 3 2 3 3 3 3 3 3 3 3 3 3 3 3 3 3		-	م	۵	9.0	7 6.0.		1 3.5
3 4 C 7 1027 403 6 1 C 7 1015 412 6 1 C 7 967 388 8 2 C 7 967 388 10 0 7 973 350 11 0 7 7 846 382 12 p 7 7 104 371 13 q 7 7 7 846 384 14 T 7 7 8 7 1064 382 15 d 1 1.5 1064 382 16 7 7 8 86 17 7 8 7 1033 376 18 7 1 1.5 1064 382 19 7 7 8 86 10 10 3 3 3 7 6 10 7 7 9 8 410 10 8 7 8 8 110 10 7 7 9 8 110 22 7 7 1 0 0 7 1233 392 23 7 7 1 0 0 7 1233 392 24 7 7 8 80.1 4115 25 8 6 7 1010 215 26 8 7 1 16.1 215 27 7 8 8 1 1010 215 28 8 7 1001 396 387 29 7 8 8 1 1010 213 30 7 8 8 6 185 31 7 0 7 8 8 12 198 33 7 8 7 8 1001 396 34 7 7 8 8 12 198 34 7 8 8 12 198		69	•	臼,		8 1.2		1.1.4
5		es	79	. U		1027	4 0.3	7.3
5 * E , 1225 400 6 1 C , 957 38.8 7 k G , 94.8 38.6 9 m , 97.3 38.6 10 m , 97.3 36.2 11 , , 97.3 36.2 12 m , , 97.3 36.2 13 q , , 97.3 36.2 14 r , , 97.5 34.7 15 d 1 10.64 38.2 14 r , 10.64 38.7 15 d 1 10.64 38.7 16 r r r 90.5 34.7 17 r r r 84.6 41.0 18 r r r r 84.6 41.0 19 r		*	•	Α	•			6.5
6 1 C 957 38.8 8 6 C 94.8 38.6 9 m 7 7 103.0 36.2 10 n 7 7 101.4 37.1 11 0 7 7 106.4 38.2 12 p 7 7 106.4 38.2 13 q 7 7 106.4 38.2 14 r 7 7 84.6 41.0 15 d I 1.5 108.0 35.3 16 7 7 7 84.6 41.4 17 7 7 7 80.1 41.5 20 7 J 7 7 80.1 41.5 21 7 7 7 80.1 41.5 22 7 7 7 80.1 41.5 23 7 7 7 80.1 41.5 24 I 7 7 80.1 41.5 25 6 7 116.1 21.5 26 8 7 100.1 39.6 31 7 7 8 32 7 8 7 100.1 33 7 8 7 8 34 7 7 7 35 7 8 7 36 7 8 37 7 8 38 7 8 39 7 8 30 7 8 31 7 7 32 8 34 7 7 34 7 35 7 36 7 37 7 38 7 38 7 38 7 38 7 39 7 30 7 3		ശ	-	6	•	લં	4 0.0	6.2
7 k G , 94.8 38.6 8 L C , 103.0 36.2 9 m C , 97.3 35.0 10 n , , 97.3 35.0 11 n , , 97.6 34.7 12 p , , 97.6 34.7 13 q , , 97.6 34.7 14 r , , 90.5 38.4 15 d , , 90.5 38.4 16 r , , 90.5 38.4 17 r r , 90.5 38.4 17 r r 108.0 35.3 18 r r r 108.0 35.3 18 r r r r r r 11 r r r		6	-	ပ	•			1.1
8	*	~	м	ø	•			89
10 10 10 10 10 10 10 10	f- 1	x	7	ပ	•	0		5.9
10 b 7 1 101.4 37.1 11 0 7 7 7 106.4 38.2 13 q 7 7 106.4 38.2 14 r 7 7 84.6 41.0 15 d 1 1.5 108.0 35.3 16 7 7 8 7 103.6 39.0 18 7 7 7 8 7 103.6 39.0 19 7 7 7 8 7 103.6 39.0 20 7 7 8 80.1 41.5 22 7 1 0 0 7 79.8 41.4 23 4 C 7 123.3 39.2 24 1 7 7 8 80.1 41.5 25 8 6 7 116.1 21.5 26 b 7 7 116.1 21.5 27 1 0 0 7 119.5 2.4 28 4 7 7 8 80.1 34.3 30 7 8 7 100.1 39.6 31 7 0 7 85.6 18.5 33 7 8 7 7 100.1 39.6 34 7 7 8 8 8.6 18.5	er.	on .	B	•	•			5.1
11	鮾	2	a		•	0		5.1
12 P ' ' 1064 38.2 13 q ' ' ' 90.5 38.4 14 r ' ' 84.6 41.0 15 d I 1.5 108.0 35.3 16 ' J ' 103.5 39.0 17 ' K ' 103.6 39.0 18 ' L ' ' 79.8 41.4 21 ' K ' 80.1 41.5 22 ' L ' ' 79.8 41.4 23 * C ' ' 12.3 39.2 24 l ' ' ' 12.6 39.6 25 E G ' ' 116.1 21.5 26 h C ' 116.1 21.5 27 l G ' ' 119.5 24.4 29 ' B ' 101.0 21.3 30 ' F ' 100.1 39.6 31 ' G ' 100.1 39.6 33 ' M ' 13.98 8.1	\$	=	•	•	•			5.2
13 q ' ' ' 84.6 41.0 15 d I 1.5 108.0 35.3 16 ' I I.5 108.0 35.3 17 ' K ' 103.6 39.0 18 ' IL ' 102.9 38.1 19 c I I 0.8 78.6 35.7 20 ' J ' R ' 80.1 41.5 22 ' L ' R ' 80.1 41.5 24 f ' ' R ' 80.1 41.5 25 g G ' I16.1 21.5 26 h C ' I16.1 21.5 27 l G ' ' I16.1 21.5 28 d A A ' I19.5 24.4 29 ' B ' I10.0 21.3 30 ' F ' I10.1 39.6 31 ' M ' I10.13 26.8 33 ' M ' I13.9 8 8.1		27	~	•	•	0		7.7
14 r r r 84.6 41.0 15 d I 1.5 1080 35.3 16 r J r 103.3 37.6 17 r r 103.6 39.0 18 r r r r r 20 r r r r r r 21 r r r r r r r 22 r	•	1.3	•	•	•			8.2
15 d I 1.5 108.0 35.3 16 ' I' ' 103.3 37.6 18 ' IL ' 102.9 38.1 19 c I 0.8 78.6 35.7 20 ' J ' 779.8 41.4 21 ' K ' 80.1 41.5 22 ' IL ' 80.7 38.0 23 h C ' 125.9 38.7 25 h C ' 116.1 21.5 26 h C ' 116.1 21.5 27 l G ' 119.5 24.4 29 ' B ' 100.0 21.3 30 ' F ' 100.1 39.6 31 ' M ' 139.8 81.2 34 ' N ' 139.8 81.3		:		•	•			0.6
16 ' J ' 1033 37.6 17 ' K ' 1035 39.0 18 ' L ' 1029 38.1 20 ' J ' 79.8 41.4 21 ' K ' 79.8 41.4 22 ' J ' 79.8 41.4 23 ' K ' 80.1 41.5 24 I ' K ' 80.1 41.5 24 I ' K ' 80.7 38.0 25 K C ' 61.2 39.6 11.5 25 K C ' 116.1 21.5 26 M I I 100.1 21.5 27 I G ' I 100.1 39.6 30 ' F ' I 100.1 39.6 31 ' G ' I 100.1 39.6		13	70	-	1.5	0		5.3
17		16	•	٠,				7.6
18		17	•	×	•	0		9.9
19 c I 0.8 786 35.7 20		œ) =-1	•	.a	•			5.9
20		19	v	–	9.0			89.
21		20	•	· ·	. •		4 1.4	9.5
23		27	•	¥	•	8.0.1	4 1.5	8.4
23		22	•	н	•	8 0.7	3 8.0	5.8
24 1 7 7 1269 38.7 25 8 6 7 116.1 21.5 26 h C 7 123.3 39.2 27 1 6 7 10.74 34.3 28 d A 7 119.5 24.4 29 7 B 7 100.0 21.3 30 7 F 7 100.1 39.6 31 7 6 7 85.6 18.5 32 7 H 7 81.2 19.8 33 7 M 7 139.8 8.1		23	- 4	ပ	•		3.9.6	
25	. 3	24	-	•	•		3 8.7	2.3
26 h C r 123.3 39.2 27 l G r 107.4 34.3 28 d A r 119.5 24.4 29 r B r 101.0 21.3 30 r F r 100.1 39.6 31 r H r 85.6 18.5 32 r H r 81.2 19.8 34 r N r 101.3 26.8 34 r N r 139.8 8.1	₹	52	ba	.			2 1.5	4.8
28 d A 1 19.5 24.4 29 / B / 101.0 21.3 30 / F / 100.1 39.6 31 / C / 85.6 18.5 32 / H / 101.3 26.8 34 / N / 139.8 8.1	*	56	А	ပ	•		3 9.2	0.5
d A 11955 24.4 / B / 101.0 21.3 / F / 100.1 39.6 / G / 85.6 18.5 / H / 81.2 19.8 / M / 101.3 26.8	6 5	27		•	•			3.8
, F , 101.0 21.3 , G , 85.6 18.5 , H , 81.2 19.8 , M , 101.3 26.8		28	ð	✓	•	1 1 9.5		1.5
, G , 85.6 18.5 , H , 101.3 26.8 , N , 139.8 , 8.1		52	•	_	•	1010	2 1.3	0
, G , 85.6 18.5 , H , 81.2 19.8 , M , 101.3 26.8		30	•	Œ,	•	1.001	3 9.6	1.5
, H , 81.2 19.8 , M , 101.3 26.8 , N , 139.8 8.1		31	•	•	•		1 8.5	
3 , M , 101.3 26.8 4 , N , 139.8 8.1	-	32	•	.	•		1 9.8	8.3
4 ' N ' 139.8 8.1		33	•	×	•			4.6
	_		•	z	•	(7)	8.1	

-146-